

Induction hardened bearing, e.g. a ball or roller bearing, ball revolving spindle, water pump bearing, synchromesh joint ring or bearing for an automobile axle unit

Patent number: DE19928775

Publication date: 2000-01-05

Inventor: TAKEMURA HIROMICHI (JP); MITAMURA NOBUAKI (JP); MURAKAMI YASUO (JP); YOSHIKAWA TOMONOBU (JP); KITANO SHUHEI (JP); HIRAOKA KAZUHIKO (JP)

Applicant: NSK LTD (JP); SANYO SPECIAL STEEL CO LTD (JP)

Classification:


- international: F16C33/62; C21D1/42

- european: C21D9/40; F16C29/00; F16C33/62

Application number: DE19991028775 19990623

Priority number(s): JP19980182034 19980629

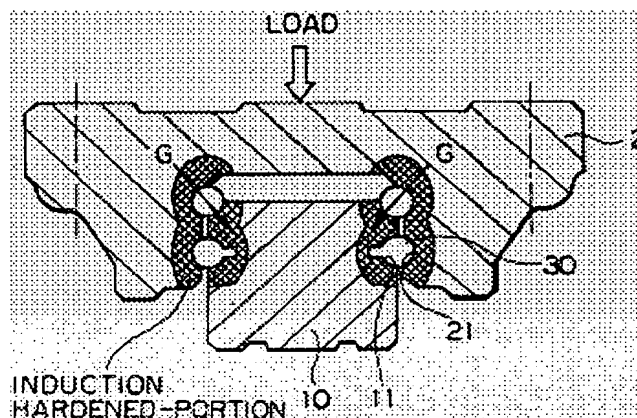
Also published as:

 US6332714 (B)

Report a data error he

Abstract of DE19928775

A bearing has titanium-containing steel race elements induction hardened at the track area to form dispersed titanium carbides or carbonitrides. An induction hardened rolling bearing has rolling elements located between race elements, at least one of which consists of an alloy containing (by wt.) 0.40-0.90% C, 0.05-0.80% Si, 0.10-2.0% Mn; 0.05-0.50% Ti and $\leq 0.03\%$ N, and is induction hardened at the track area to form dispersed Ti carbides or carbonitrides of 5-100 nm average particle diameter at the surface and within the race element to increase the hardness of the track area to ~ 59 HRC.



Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

BEST AVAILABLE COPY

THIS PAGE BLANK (USPTO)



①9 **BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND**



**DEUTSCHES
PATENT- UND
MARKENAMT**

⑫ **Offenlegungsschrift**
⑩ **DE 199 28 775 A 1**

⑤1 Int. Cl.⁷:
F 16 C 33/62
C 21 D 1/42

②1 Aktenzeichen: 199 28 775.9
②2 Anmeldetag: 23. 6. 1999
④3 Offenlegungstag: 5. 1. 2000

③0 Unionspriorität:
10-182034 29. 06. 1998 JP
⑦1 Anmelder:
NSK Ltd., Tokio/Tokyo, JP; Sanyo Special Steel Co.,
Ltd., Himeji, Hyogo, JP
⑦4 Vertreter:
Zumstein & Klingseisen, 80331 München

⑦2 Erfinder:
Takemura, Hiromichi, Fujisawa, Kanagawa, JP;
Mitamura, Nobuaki, Fujisawa, Kanagawa, JP;
Murakami, Yasuo, Fujisawa, Kanagawa, JP;
Yoshikawa, Tomonobu, Fujisawa, Kanagawa, JP;
Kitano, Shuhei, Himeji, Hyogo, JP; Hiraoka,
Kazuhiko, Himeji, Hyogo, JP

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen

Prüfungsantrag gem. § 44 PatG ist gestellt

- ⑤4 Induktionsgehärtete Wälzlagervorrichtung
⑤7 Gegenstand der Erfindung ist eine induktionsgehärtete Wälzlagervorrichtung, die unter Anordnung von Wälzelementen in einem Laufbahn-Spurelement verwendet wird, wobei eine ausgezeichnete Kaltziehbarkeit und eine verbesserte Verschleißfestigkeit und eine verlängerte Standzeit erreicht sind; als Bestandteile einer Legierung für das Laufbahn-Spurelement sind vorgesehen 0,40 bis 0,90% C, 0,05 bis 0,80% Si, 0,10 bis 2,0% Mn, 0,05 bis 0,50% Ti und 0,03% oder weniger N, bezogen auf das Gewicht; des weiteren ist eine Induktionshärtung an mindestens der Laufbahnfläche des Laufbahn-Spurelements durchgeführt, und sind Ti-Karbid und Ti-Carbonitrid, je mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 5 bis 100 nm, an der Oberfläche und in den Stählen des Laufbahn-Spurelements dispergiert, um die Härte der Laufbahnfläche auf HRC 59 oder höher einzustellen.

DE 199 28 775 A 1

DE 199 28 775 A 1

Die Erfindung betrifft eine Wälzlageranordnung, die typischerweise durch Führungseinheiten für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung, wie beispielsweise Wälzlager, Kugelumlaufschrauben, Wasserpumpenlager, Gleichlaufgelenk-Laufringe und Lager für Nabeneinheiten zur Verwendung bei Automobilen, und betrifft insbesondere eine induktionsgehärtete Wälzlageranordnung, die eine hervorragende Verschleißfestigkeit aufweist, eine lange Standzeit besitzt, sowie eine hervorragende Kaltziehbarkeit aufweist und in der Lage ist, die Standzeit eines Gesenks durch Induktionshärtung zu verlängern.

Bisher gibt es die Technik der Anwendung der Induktionshärtung bei Teilen, die aus Kohlenstoffstählen zur Verwendung in mechanischen Strukturen hergestellt sind, unter anderem mittlere Kohlenstoffstähle (C: 0,40 bis 0,60%) wie sie typischerweise beispielsweise von Automobilteilen dargestellt werden, um die Härte nur an ihrer Oberfläche zu erhöhen und um die statische Biege/Dreh-Festigkeit zu verbessern oder die Wälzkontaktfestigkeit zu verbessern. Für solche Anwendungsverwendungen sind hauptsächlich Stahlmaterialien, wie beispielsweise JIS-S53C-Stähle, verwendet worden. Beispielsweise offenbart die ungeprüfte japanische Patentveröffentlichung Hei 5-57 324 ein Verfahren zum Herstellen eines induktionsgehärteten Lagers zur Verwendung in Automobil-Nabeneinheiten, die als Hauptbestandteile 0,50 bis 0,65% C, 0,07 bis 0,15% Si, 0,05 bis 0,35% Mn, 0,25 bis 0,55% Cr und 0,0035% oder weniger B, bezogen auf das Gewicht, all ein Material für mindestens einen Ring von äußerem Ring und innerem Ring als Lagerteile enthalten, die im Wege einer Bohrverarbeitung herzustellen sind.

Des weiteren offenbart die ungeprüfte japanische Patentveröffentlichung Hei 5-59 486 als eine weitere Technik Stähle, die zum Kaltschmieden verwendet werden, eine hervorragende Induktionshärte und Ermüdungseigenschaft aufweisen, indem ein Material hergestellt bzw. verarbeitet wird, das 0,4 bis 0,6% C, 0,1% oder weniger Si, 0,2 bis 0,4% Mn, 0,015% oder weniger P 0,005 bis 0,015% S, 0,20 bis 0,50% Cr, 0,08 bis 0,30% Mo, 0,0005 bis 0,00030% B, 0,02 bis 0,05% Ti, 0,01 bis 0,05% Al, 0,06% oder weniger N und 0,002% oder weniger O enthalten, wobei die Summe von Cr und Mo zwischen 0,30 und 0,80% liegt.

Des weiteren offenbart die ungeprüfte japanische Patentveröffentlichung Hei 6-341 342 eine Führungseinheit für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung, die eine Härte Hv eines induktionsgehärteten Laufbahn-Spurelements einer Führungsschiene aufweist, die auf 700 oder mehr erhöht ist, und die eine verbesserte Verschleißfestigkeit aufweist, ohne die Kaltziehbarkeit zu beeinträchtigen, durch Ausbildung der Zusammensetzung der Stähle als solche mit 0,56 bis 1,0% C, 0,15% oder weniger Si, 0,20 bis 0,40% Mn, 0,30 bis 0,70 %Cr und 0,0005 bis 0,0035% B.

Im allgemeinen wird die Härte von Stahlmaterial wenn, der Kohlenstoffgehalt in den Stahlmaterialien zunimmt, nach Induktionshärten und Tempern höher. Bei Stahlmaterialien, beispielsweise dem obenangegebenen JIS-S53C, kann die Härte von etwa HRC 59 durch geeignetes und korrektes Regeln der Wärmebehandlung erhalten werden, jedoch sind die Standzeit in Hinblick auf die Widerstandsfestigkeit gegenüber einer Wälzermüdung und die Verschleißfestigkeit noch ungenügend. Des weiteren gibt es auch das Problem, daß die Kaltverarbeitbarkeit des Stahlmaterials herabgesetzt wird, wenn der Kohlenstoffgehalt zunimmt, und dies führt zu einer Erhöhung der Gesenkkosten bei dem Kaltzieh-Vorgang. Wenn die Ziehgeschwindigkeit mit dem Ziel der Herabsetzung der Kosten verlangsamt wird, verschlechtert sich die Produktivität.

Für das Lager, das für Nabeneinheiten verwendet wird, die in der ungeprüften japanischen Patentveröffentlichung Hei 6-57 324 offenbart sind, gibt es, da der Bereich für die Zusammensetzung der Bestandteile in der Legierung in Hinblick auf C, Si, Mn und Cr definiert ist, den beachtenswerten Vorteil, daß der Maximalwert Hv 230 sogar dann nicht überschreitet, wenn der Anlaßschritt nach dem Heißschmieden eingespart wird, so daß eine Bohrverarbeitung bei einer Herstellung ohne Beeinträchtigung des Werkzeugs zur Anwendung gebracht werden kann, sowie daß eine für die praktische Verwendung geeignete Härte für Laufbahn-Spurelemente gewährleistet werden kann. Jedoch besteht ein Problem in Hinblick auf die Wälzermüdungseigenschaft. Das heißt, gemäß Darstellung in Fig. 5 besteht die Tendenz, daß die Wälzlaufbahnflächen 2 einer induktionsgehärteten Nabeneinheit (gekennzeichnet schraffierter Bereich) unter einem Abrieb oder Vertiefungen, die für die Standzeit des Lagers von Nachteil sind, infolge einer Herabsetzung der Schmiermittelveiskosität leiden, die durch das Eindringen von Schmutzwasser und Hindernissen bzw. Fremdkörpern verursacht ist, und daher besteht noch Raum für eine Verbesserung hinsichtlich dieser Nachteile.

Des weiteren besitzen die Stähle zur Verwendung beim Kaltschmieden, die in der ungeprüften japanischen Patentveröffentlichung Hei 5-59 486 offenbart sind, eine ausgezeichnete Härte, jedoch wird der größte Teil von Ti, der ausschließlich mit 0,02 bis 0,05% zugegeben wird, für das Festlegen von N aufgegeben, das für den Einbau von B erforderlich ist, und somit kann kein ausreichender Effekt für die Verschleißfestigkeit erwartet werden. Dies führt zu der Entstehung des Problems der Vergrößerung der Möglichkeiten für das Vorhandensein von nicht-metallischen Ti-System-Einschlüssen mit einer Größe von einigen zig Mikrometern, die für die Wälzermüdungsstandzeit von Nachteil sind.

Des weiteren ist die Führungseinheit für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung, die in der ungeprüften japanischen Patentveröffentlichung Hei 6-341 432 offenbart ist, zufriedenstellend in Hinblick auf die Kaltziehbarkeit; sie besitzt auch eine zufriedenstellende Wälzermüdungseigenschaft im Vergleich mit herkömmlichen Stählen. Jedoch gibt es, obschon die Verschleißfestigkeit unter den gegenwärtigen Arbeitsumständen ausreichend ist, noch Raum für eine Verbesserung in Hinblick auf die Wälzermüdungseigenschaft und die Verschleißfestigkeitseigenschaft, wenn die Arbeitsbedingungen bei dem Merkmal verschlechtert werden.

Die Erfindung ist in Hinblick auf die Überwindung der vorstehenden angegebenen, bisher noch nicht gelösten Probleme gemacht worden, und es ist eine Aufgabe der Erfindung, eine induktionsgehärtete Wälzlageranordnung zu schaffen, die eine hervorragende Kaltziehbarkeit aufweist, eine lange Standzeit besitzt und eine hohe Verschleißfestigkeit aufweist, indem Partikel von Ti-Karbid und Ti-Karbonitrid in das Stahlmaterial dispergiert werden und eine Induktionshärtung durchgeführt wird.

Die vorstehend angegebene Aufgabe kann gemäß der vorliegenden Erfindung mittels einer Wälzlageranordnung gelöst werden, die Wälzelemente aufweist, die an Spurelementen angeordnet sind und in diesen abwälzen, wobei die Bestandteile einer Legierung für mindestens eines der Laufbahn-Spurelemente 0,40 bis 0,90% C, 0,05 bis 0,80% Si, 0,10

bis 2,0% Mn, 0,05 bis 0,50% Ti und 0,03% oder weniger N enthalten, eine Induktionshärtung mindestens an der Laufbahnfläche des Laufbahn-Spurelements durchgeführt wird, und Ti-Karbid oder Ti-Karbonitrid, je mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 5 bis 100 nm, an der Oberfläche und in dem Stahl des Laufbahn-Spurelements dispergiert sind, um die Härte der Lauffläche auf HRC 59 oder höher einzustellen.

Bei einer bevorzugten Ausführungsform der induktionsgehärteten Wälzlager Vorrichtung gemäß der vorliegenden Erfindung, die oben beschrieben worden ist, enthalten die Bestandteile der Legierung für mindestens ein Element der Laufbahn-Spurelemente mindestens eine Menge von 0,05 bis 2,0% Cr, 0,03 bis 1,5% Mo und 0,03 bis 3,0% Ni.

Bei einer bevorzugten Ausführungsform der obenbeschriebenen induktionsgehärteten Wälzlager Vorrichtung enthalten die Bestandteile der Zusammensetzung der Legierung für das Laufbahn-Spurelement weiter in bevorzugter Weise 0,0005 bis 0,005% B.

Bei einer bevorzugten Ausführungsform sind das Ti-Karbid und das Ti-Karbonitrid, je mit einem durchschnittlichen Teilchendurchmesser von 5 bis 100 nm, in einer Anzahl von 100 oder mehr je $1 \mu\text{m}^2$ an der Laufbahnfläche des Laufbahn-Spurelements dispergiert.

Bei einer bevorzugten Ausführungsform umfaßt die Wälzlager Vorrichtung eine Führungseinheit für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung, und umfaßt das Laufbahn-Spurelement eine Führungsschiene und einen Lagerkasten.

Bei einer bevorzugten Ausführungsform der Erfindung ist die Oberflächenhärte für die Laufbahnfläche der Wälzlager Vorrichtung HRC 59 bis 65, und ist die Härte für den einer anschließenden maschinellen Bearbeitung zu unterziehenden Bereich HRB 98 oder weniger.

Nachfolgend werden bevorzugte Ausführungsform der Erfindung erläutert.

Die Wälzlager Vorrichtung der vorliegenden Erfindung umfaßt solche Vorrichtungen, die ein Laufbahn-Spurelement mit einer Laufbahnfläche, an der sich Wälzelemente abwälzen, und eine Vielzahl von Kugeln oder Rollen als Wälzelemente und geeignet, eine lineare bzw. geradlinige Bewegung oder im besonderen eine Drehbewegung durchzuführen, umfassen, wobei diese Wälzlager Vorrichtungen typischerweise beispielsweise Führungseinheiten für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung, verschiedene Arten von Kugellagern oder Rollenlagern, Kugelumlaufspindeln, Wasserpumpenlager, Gleichlaufgelenke und Lager zur Verwendung bei Kraftfahrzeug-Nabeneinheiten sind, wie oben angegeben worden ist, die verwendet werden, indem eine Induktionshärtung an mindestens der Laufbahnfläche des Laufbahn-Spurelements durchgeführt wird.

Die vorliegende Erfindung beabsichtigt des weiteren die Verbesserung der Wälzermüdungsstandzeit, der Verschleißfestigkeit, und der Kaltziehbarkeit für diejenigen Teile, die die Laufbahnfläche der Laufbahn-Spurelemente der Wälzlager Vorrichtungen bilden, da besonders die Tendenz besteht, daß die Bestandteile der Wälzlager Vorrichtungen unter Beschädigungen leiden und einen erheblichen Einfluß auf die Standzeit liefern (beispielsweise die Führungsschienen und der Lagerkasten für die Führungseinheiten für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung, die Lagerringe der Wälzlager und Kugelumlaufspindeln und Muttern für Kugelumlaufspindeln), wodurch eine induktionsgehärtete Wälzlager Vorrichtung mit ausgezeichneter Verarbeitbarkeit und langer Standzeit geschaffen wird.

Zuerst wird der Grund für die Definition der Bestandteile der Legierung in der Wälzlager Vorrichtung gemäß der vorliegenden Erfindung erläutert.

C: 0,40–0,90%

C ist ein Element, das für die für eine Wälzlager Vorrichtung erforderliche Härte sorgt. Wenn es mit weniger als 40% vorhanden ist, kann gelegentlich die erforderliche Härte von HRC 59 oder höher für die Laufbahnfläche nach Induktionshärten und Tempern nicht erreicht werden. Wenn andererseits C mit mehr als 0,90% vorhanden ist, ist die Kaltverarbeitbarkeit verschlechtert. Daher wird der C-Gehalt definiert mit 0,40 bis 0,90%.

Si: 0,05–0,80%

Si ist ein Element für die Verbesserung der Härtebarkeit mit dem Ziel einer Verzögerung der strukturellen Veränderungen bei der Wälzermüdung. Der Desoxidationseffekt ist nicht ausreichend, wenn Si mit weniger als 0,05% vorhanden ist, wo hingegen die Kaltverarbeitbarkeit merklich verschlechtert wird, wenn Si mit mehr als 0,80% vorhanden ist, so daß der Si-Gehalt mit 0,05 bis 0,80% definiert wird.

Mn: 0,10–2,0%

Mn ist ein Element, das für die Härtebarkeit von Stahl wirksam ist. Die Härtebarkeit ist unzureichend, wenn Mn mit weniger als 0,10% vorhanden ist, wo hingegen die Kaltverarbeitbarkeit beeinträchtigt wird, wenn der Gehalt von Mn 2,0% überschreitet, so daß der Mn-Gehalt definiert wird, mit 0,10 bis 2,0%.

Ti: 0,05–0,50%

Ti ist ein Element für die Verbesserung der Verschleißfestigkeit und der Wälzstandzeit, indem es in der Form von Ti-Karbid (TiC) und Ti-Karbonitrid (TiCN) in die Stähle fein dispergiert wird, und zur Unterdrückung bzw. Überwindung des Wachstums von Kristallkörnern während des Härtens. Wenn Ti mit weniger als 0,05% vorhanden ist, wird es hauptsächlich zu Ti-Nitrid (TiN) ausgebildet, um infolge des feinen TiC oder TiCN eine nur kleine Wirkung zu liefern. Wenn Ti andererseits in einer Menge größer als 0,50% vorhanden ist, ist die Kaltverarbeitbarkeit verschlechtert, und besteht die Tendenz zur Bildung von TiN als Einschlüssen zur Beeinträchtigung der Standzeit, so daß der Ti-Gehalt mit 0,05 bis 0,50% definiert wird.

N: 0,03% oder weniger

N ist mit Ti zur Bildung von Ti-Karbid und Ti-Karbonitrid verbunden und hat die Aufgabe einer merklichen Verbesserung der Wälzstandzeit durch eine Dispersions-Verstärkungswirkung der feinen Dispersion. Jedoch wird, wenn die Menge von N zunimmt, die Bildung von Ti-Nitrid mit einem großen Partikeldurchmesser vergrößert und wird N für diese Bildung verbraucht, wodurch die Menge an Ti-Karbid und Ti-Karbonitrid herabgesetzt wird. Daher wird der N-Gehalt mit 0,03% oder weniger definiert.

Cr: 0,05–2,0%

Cr ist ein Element für die Verbesserung der Härtebarkeit wie Mn und für die Begünstigung der Kugelgestaltbildung bzw. des Weichglühens der Karbide, und es muß in einer Menge von mindestens 0,05% oder mehr vorhanden sein. Wenn es jedoch in einer Menge von mehr als 2,0% enthalten ist, werden die Karbide größer, verschlechtern sie gelegentlich die Kaltverarbeitbarkeit, und beeinträchtigen sie die maschinelle Bearbeitbarkeit, so daß der Cr-Gehalt mit 0,05 bis 2,0% definiert wird.

Mo: 0,03–1,5%, Ni: 0,03–3,9%

Sowohl Mo als auch Ni sind Elemente, die für die Verbesserung der Zähigkeit und der Wälzermüdungseigenschaft effektiv sind. Weil jedoch ein solcher Effekt nicht erreicht werden kann, wenn sie unzureichend vorhanden sind, und diese Effekte erreicht werden, wenn sie im Überfluß vorhanden sind, sind die optimalen Mengen für Mo mit 0,03 bis 1,5% und für Ni mit 0,03 bis 3,0% definiert.

B: 0,0005–0,005%

Des weiteren ist B ein Element für die Verbesserung der Härtebarkeit. Da der Effekt nicht ausreichend ist, wenn B mit einer Menge von weniger als 0,0005% vorhanden ist, während der Härtungseffekt erreicht wird, wenn die Menge 0,005% überschreitet, wird die obere Grenze vorzugsweise mit 0,005% definiert.

P: 0,02% oder weniger, S: 0,02% oder weniger, O: 0,0016%

Da P ein Element für die Verkürzung der Wälzstandzeit und für die Herabsetzung der Zähigkeit ist, wird seine obere Grenze mit 0,02% definiert. S ist ein Element für die Verbesserung der maschinellen Bearbeitbarkeit, wird jedoch mit Mn kombiniert, wobei Sulfideinschlüsse gebildet werden, die die Wälzstandzeit beeinträchtigen, so daß seine obere Grenze mit 0,02% definiert wird. Da O ein Element für die Bildung von Oxidserieneinschlüssen ist, die die Wälzstandzeit verkürzen, wird seine obere Grenze mit 0,0016% definiert.

Bei der erfindungsgemäßen induktionsgehärteten Wälzlagervorrichtung sind die Bestandteile der Legierung für den Lagerstahl beispielsweise eines inneren Lagers als Spurelement so definiert, daß sie mindestens 0,40 bis 0,90% C, 0,05 bis 0,80% Si, 0,10 bis 2,0% Mn, 0,05 bis 0,50% Ti und 0,03% oder weniger N enthalten, bezogen auf die obenbeschriebenen Bestandteile der Legierung. Dann werden das feine Ti-Karbid und das feine Ti-Karbonitrid mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 5 bis 100 nm an der Oberfläche der Legierung und in dem Stahl des Innenrings dispergiert. In diesem Fall wird es für das Ti-Karbid (TiC) mit dem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 5 bis 100 nm bevorzugt, daß das zu dispergierende Ti-Karbid mit einer Anzahl von 100 oder mehr je $1 \mu\text{m}^2$ ($0,20 \mu\text{m}^2 \times 5$ Sichtfelder) vorhanden ist.

Nachfolgend wird die Erfindung ausschließlich beispielhaft und weiter ins Detail gehend unter Bezugnahme auf die beigefügten Zeichnungen beschrieben, in denen zeigen:

Fig. 1 eine teilweise aufgeschnittene perspektivische Ansicht eines Führungslagers für eine direkte Bewegung zur Verwendung bei einem Verschleißtest;

Fig. 2 eine Schnittansicht entlang der Linie IIa-IIa und eine Schnittansicht entlang der Linie IIb-IIb in **Fig. 1** mit der Darstellung des Umrisses eines induktionsgehärteten Bereichs, der an dem Bestandteil des Führungslagers für eine direkte Bewegung bildenden Element ausgebildet ist;

Fig. 3 eine Schnittansicht mit der Darstellung der Veränderung der Ziehgestalt während des Kaltziehens für das Ausgangsmaterial bei einem Vergleichstest;

Fig. 4(a) eine Seitenansicht eines Führungslagers für eine direkte Bewegung zur Erläuterung der Verfahrensweise für das Aufbringen einer Last bei einem Verschleißtest;

Fig. 4(b) eine Ansicht hierzu von unten; und

Fig. 5 eine Schnittansicht eines induktionsgehärteten Lagers zur Verwendung bei einer Nabeinheit.

Nachfolgend wird die Erfindung weiter ins Detail gehend auf der Grundlage von Vergleichstests erläutert, die für Beispiele der Erfindung und für Vergleichsbeispiele durchgeführt worden sind.

Als eine Wälzlagervorrichtung für eine Testprobe ist eine Führungseinheit für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung gemäß Darstellung in **Fig. 1** und **Fig. 2** ausgewählt worden. Das Lager umfaßt eine Führungsschiene 10 als ein Laufbahnelement mit Laufbahnnuten (auch bezeichnet als Laufbahnflächen) 11, Wälznuten der Wälzlagervorrichtungen an beiden seitlichen Flächen und ein dort angebrachtes Lager 20, das eine im wesentlichen U-förmige Querschnittsgestalt und Laufbahnnuten 21 besitzt, die an der inneren Fläche eines Hülsenbereichs desselben den Laufbahnnuten 11 gegenüber liegend ausgebildet sind, und das dazu geeignet und bestimmt ist, eine lineare bzw. geradlinige Relativbewegung im Wege des Abwälzens einer Vielzahl Wälzlager-elementen (Stahlkugeln) 30 durchzuführen, die in dem Lager 20 umlaufen, während sie sich an den beiden Laufbahnnuten 11 und 21, die einander gegenüber liegen, abwälzen.

Die Führungsschiene 10 und der Lagerkasten 20 der Führungseinheit für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung wur-

den zu Versuchszwecken unter Verwendung von Stahlmaterialien mit den in Tabelle 1 angegebenen Legierungszusammensetzungen hergestellt. Die Bearbeitbarkeit bei der Herstellung und die Verschleißfestigkeit und die Wälzermüdigungseigenschaft der zusammengebauten Führungseinheit für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung wurden im Vergleich überprüft.

Die Legierungszusammensetzungen für die Beispiele 1–10 und die Vergleichsbeispiele 1–9 sind in Tabelle 1 dargestellt.

Tabelle 1

	(%)								
	C	Si	Mn	Ti	N	Cr	Mo	Ni	
Beisp. 1	0,40	0,21	0,40	0,051	0,002	0,05	-	-	
2	0,56	0,43	0,28	0,249	0,001	0,64	-	-	
3	0,61	0,21	0,21	0,203	0,029	0,34	-	-	
4	0,66	0,12	0,63	0,184	0,001	0,02	1,5	-	
5	0,71	0,05	0,41	0,492	0,023	0,37	-	-	
6	0,64	0,09	0,29	0,161	0,002	0,21	-	-	
7	0,75	0,14	0,11	0,347	0,005	0,98	-	-	
8	0,78	0,80	0,45	0,244	0,001	0,04	-	0,05	
9	0,84	0,21	0,19	0,157	0,002	2,00	0,7	1,6	
10	0,90	0,25	2,0	0,078	0,015	0,05	0,03	3,0	
Vergl.-Beisp. 1	0,53	0,25	0,78	0,003	0,001	0,27	-	-	S53C
2	0,35	0,24	0,64	0,107	0,002	0,20	-	-	S35C
3	0,56	0,01	0,41	0,091	0,001	0,24	-	-	
4	0,49	0,27	0,05	0,123	0,001	0,19	-	-	
5	0,68	1,88	0,24	0,072	0,004	0,25	0,1	-	
6	0,71	0,34	2,39	0,158	0,015	0,31	-	-	
7	0,61	0,21	0,63	0,680	0,001	0,33	-	0,1	
8	1,08	0,24	0,41	0,129	0,004	0,15	-	-	SUJ2
9	0,85	0,23	0,45	0,110	0,001	0,24	-	-	Bad-Härtg.

(A) Bearbeitbarkeitstest

Führungsschienen 10 der Führungseinheit für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung sind aus einem Probenmaterial mit in Tabelle 1 dargestellten Legierungszusammensetzungen hergestellt worden. Eine Lösungsbehandlung wurde bei 1.150 bis 1.350°C auf die Probenmaterialien zum Einlösen von Ti in die Matrix zur Einwirkung gebracht, und dann wurde eine Normalisierung bei 850 bis 1.050°C zur Einwirkung gebracht, und TiC wurde fein dispergiert und abgelagert, und zwar im Wege eines Weichglühens. Die Größe und die Menge der Partikel, beispielsweise von TiC und TiCN, (in dispergiertem Zustand) werden bestimmt durch das Einwirkenlassen der Lösungsbehandlung auf die Ausgangsmaterialien.

Dann wurde unter Verwendung der Ausgangsmaterialien für den Test, die aus Probenmaterialien mit jeder der Zusammensetzungen der Beispiele 1–10 und der Vergleichsbeispiele 1–9 hergestellt waren (polierte Stahlstangen je mit 40 mm Durchmesser und 5 m Länge), ein Kaltziehen unter identischen Bedingungen im Wege der nachfolgend angegebenen Verfahrensweisen durchgeführt. Das Vergleichsbeispiel 1 entspricht JIS-S53C, und das Vergleichsbeispiel 2 entspricht S35C. Das Kaltziehen wurde im Wege des Wiederholens einer Reihe von vier Schritten durchgeführt, nämlich (1) Stauchen (Hindurchführen des oberen Endes des Materials durch ein Loch eines Gesenks), (2) Anlassen bei niedriger Temperatur, (3) Ausbilden einer Schmiermittelschicht auf der Oberfläche des Ausgangsmaterials (Phosphatschicht + Metallseifenschicht) und (4) Ziehen des Ausgangsmaterials unter Verwendung von superharten Legierungsgesenken zur Verwendung bei dem primären Ziehen, Zwischenziehen und endgültiges Ziehen. Auf diese Weise wurde gemäß Darstellung in Fig. 3 ein Ausgangsmaterial (a) elliptischer Querschnittsgestalt unter Zuhilfenahme jedes der Querschnitte (b) und (c) zu einer Schiene fertiggestellt, die Kugelnuten einer vorbestimmten Gestalt (d) aufweist. Dann wurde die Standzeit der Gesenke für jedes der Materialien verglichen. In dem Fall der Führungsschiene der Führungseinheit für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung ist, da der Querschnitt im Wege des Kaltziehens ausgebildet wird, die Bewertung der Kaltbearbeitbarkeit der Aluminiummaterialien besonders wichtig.

Das heißt, bei dem abschließenden Schritt, der mit einer sehr strengen Abmessungsgenauigkeit durchgeführt wird, nachdem Stahlstangen in den Gesenken 1000 mal gezogen worden sind, wurde die Gestalt der Produkte nach allen fünfzig Stücken gemessen und wurde die Zahl der behandelten Produkte geprüft bzw. untersucht, wenn die Abmessungsge-

naugigkeit der Kugelnuten infolge des Abriebs an der Innenfläche der Gesenke nicht mehr akzeptabel war. Dann wurde das Verhältnis der Standzeit auf der Grundlage der Standzeit des Vergleichsbeispiels 1 berechnet, das für eine Behandlung von 2.000 Stücken in der Lage war. Das Ergebnis ist in Tabelle 2 dargestellt.

5

Tabelle 2

		Durchschnittl. Partikel-Durchmesser (nm) für Tic, TiCN	Oberflächen-Härte (Hrc) nach Induktions-Härtung	Härte (HRA) anderweitig als an Laufbahnfläche	Gesenk-Standzeit-Verhältnis	Verhältnis der durchschnittl. Abriebtiefe der Nut (bezogen auf Vergl.-Beispiel 1)	Zahl der Wiederholungen für Wälz-Ermüdungsstandzeit (L10: x 10 ⁶)	Werkzeugstandzeit	
								Zahl der Löcher	Standzeit-Verhältnis
10	Beisp. 1	21	61	73	1,02	0,5	4,86	1200	2,4
	2	38	59	78	1,15	0,5	4,41	1550	3,1
	3	14	62	80	1	0,5	5,66	1050	2,1
	4	5	63	86	1,04	0,4	7,89	1350	2,7
25	5	98	62	87	1,11	0,7	1,45	1450	2,9
	6	24	63	81	1,09	0,5	4,99	1400	2,8
	7	47	61	84	1,15	0,5	4,01	1650	3,3
30	8	64	60	95	1,24	0,7	1,56	1950	3,9
	9	7	65	93	1,19	0,4	6,84	1700	3,4
	10	10	60	98	1,08	0,5	6,77	1400	2,8
35	Vergl.-Beisp. 1	527	59	105	1	1	0,14	500	1
	2	34	55	85	1,20	1,3	0,09	850	1,7
	3	15	57	74	1,15	0,8	0,35	950	1,9
	4	9	57	81	1,03	0,9	0,41	900	1,8
40	5	21	62	89	0,64	0,9	0,91	200	0,4
	6	18	63	92	0,59	0,9	0,98	250	0,5
	7	478	61	96	1	1,2	0,18	600	0,4
45	8	24	65	98	0,38	0,9	0,16	150	0,4
	9	98	60	60*1	0,45	0,7	1,40	200	0,3

*1 gemessen mittels Rockwell-Härte-C-Skala

Wie aus den Ergebnissen von Tabelle 2 ersichtlich ist, war bei den Beispielen 1–10 das Standzeitverhältnis der Gesenke größer als der Wert bei dem Vergleichsbeispiel 1 (das dem herkömmlicherweise verwendeten Stahl JIS-S53C entspricht), und war die Kaltzieheigenschaft gleich denjenigen des Standes der Technik oder diesen überlegen. Während die Vergleichsbeispiele 2, 3, 4 und 7 im Vergleich mit dem Vergleichsbeispiel 1 zufriedenstellend waren, enthielten die Stahlmaterialien der Vergleichsbeispiele 5, 6, 8 und 9, die außerhalb des Umfangs der vorliegenden Erfindung lagen, eine übergroße Menge an C oder eine übergroße Menge anderer Legierungsbestandteilen, so daß die Standzeit der Gesenke kürzer war und die Kaltzieheigenschaft im Vergleich mit denjenigen des Vergleichsbeispiels 1 schwach war.

(B-1) Härbarkeit

Induktionshärten (progressives Härten) und Tempern (bei 150–180°C) wurden unter den nachfolgend angegebenen Bedingungen auf jede der Führungsschienen 10, die im Wege des Kaltziehens wie oben beschrieben bearbeitet worden waren, an zwei einander gegenüberliegenden seitlichen Flächen zur Einwirkung gebracht, in denen die Kugelnuten 11 ausgebildet sind (Wälzlaufbahnfläche). Die Oberflächenhärte HRC 95 oder höher konnte für die Laufbahnfläche 11 der Führungsschiene 10 im Wege des Induktionshärtens erreicht werden. Bei dem Vergleichsbeispiel 9 wurde ein herkömmliches Badhärten bei 840°C anstelle des Induktionshärtens durchgeführt, und wurde dann ein Tempern bei 160°C durchgeführt. Auf diese Weise hat die Führungsschiene, die mit einer herkömmlichen Badhärtung behandelt worden ist, eine große Verbiegung erfahren, was ein Ausgleichen in dem nächsten Schritt und eine zusätzliche Zahl von Poliervorgängen erforderlich macht.

Härtungsbedingung

Frequenz: 30 kHz

Strom: 10 A

Kühlwasser-Strömungsgeschwindigkeit: 35 l/min.

Spannung: 10 kV

Fördergeschwindigkeit: 8 mm/sek.

Nach der Wärmebehandlung wurde die Oberflächenhärte (HRC) an der Laufbahnfläche der Schiene (Kugelnuten 11 in Fig. 2) für jede Führungsschiene 10 gemessen. Die Messung wurde gemäß Darstellung mittels der Pfeile G in Fig. 2 von der Oberfläche zum Inneren hin durchgeführt. Die Rockwell-Härte als gemessener Wert ist ebenfalls in Tabelle 2 angegeben. Bei den Beispielen 1-10 wurde keine Absenkung der Härte HRC auf 59 oder weniger für eine Tiefe von 10 mm festgestellt, und gab es ein zufriedenstellendes Ergebnis unter den Induktionshärtungsbedingungen.

(B-2) Härte der heiß-induktionsgehärteten Oberfläche (der nicht die Laufbahnfläche bildenden Fläche)

Des weiteren wurde bei jeder der kaltgezogenen Führungsschienen 10 die Härte an dem Querschnitt für die Oberfläche abgesehen von der Oberfläche, an der die Kugelnut 11 vorgesehen ist, gemessen. Das Ergebnis ist in Tabelle 2 angegeben. Die Härte ist bei jedem der Beispiele 1-10 und der Vergleichsbeispiele 1-8 im Vergleich mit der Härte der Oberfläche der induktionsgehärteten Kugelnut 11 geringer. Für die Messung der Härte wurde die Rockwell-Härte-C-Skala (HRB, 100 kgf Belastung, 1/16 Zoll Durchmesser der Kugel) verwendet. Bei dem Vergleichsbeispiel 9 zeigten, da die gesamte Führungsschiene 10 der Badhärtung unterzogen worden ist, die Härte des Bereichs der Kugelnut 11 und die Härte für den Bereich mit Ausnahme der Laufbahnoberfläche identische Werte.

(B-3) Bohrbearbeitungstest

Bei einer kaltgezogenen Führungsschiene 10, die einem Anlassen und einem anschließenden Induktionshärten nur für den Bereich der Kugelnut 11 unterzogen worden war, wurde ein Bohrvorgang für die Ausbildung von Schrauben- bzw. Bolzenlöchern 12 an einem Bereich anders als an der Kugelnut 11 gemäß Darstellung in Fig. 2(b) durchgeführt, und die Arbeitsstandzeit der bei dem Test verwendeten Arbeitswerkzeuge wurde verglichen. Die Induktionshärtung kann auch direkt ohne Anlassen nach dem Kaltziehen der Führungsschiene 10 durchgeführt werden.

Die Bohrbedingungen für Hochgeschwindigkeits-Stahlwerkzeuge waren die nachfolgenden.

Werkzeug: entsprechend SKH56, 6,0 D, TiN-beschichtet

Schneidgeschwindigkeit: 20 m/min.

Vorschubgeschwindigkeit: 0,1 mm/Umdrehung

Schmiermittel: wasserunlösliches Schneidöl.

Die Arbeitsstandzeit der Bohrwerkzeuge wurde auf der Grundlage der Anzahl der Bohrzyklen bis zum Auftreten von Verschleiß an einer Schneidkante beurteilt. Die Hochgeschwindigkeits-Stahlbohrer wurden nach dem Erreichen von 200 Bohrzyklen jeweils nach allen fünfzig Zyklen der Bohrvorgänge beobachtet. Das Ergebnis ist in Tabelle 2 angegeben.

Als Ergebnis des Tests war die Werkzeugstandzeit in den Beispielen 1-10 um das 2,1-fache oder noch weiter im Vergleich mit dem Vergleichsbeispiel 1 (herkömmliches Beispiel) verbessert, und konnte eine lange Standzeit erreicht werden. Es wird angenommen, daß fein dispergiertes und abgelagertes TiC und TiCN, die in einer dünnen Ti-Beschichtungsschicht auf der Oberfläche des Werkzeugs bei dem Schneidvorgang zwischen TiN an der Werkzeugoberfläche und der Matrix ausgebildet waren, die Arbeitsstandzeit des Werkzeugs verbessern. Des weiteren war auch die Arbeitsstandzeit verbessert, weil die Stahlmaterialien mit Ti-Zugabe nach dem Ziehvorgang zur Erleichterung der maschinellen Bearbeitung leicht erweicht werden können.

Andererseits wurde bei den Vergleichsbeispielen 2, 3 und 4 die Werkzeugstandzeit im Vergleich mit dem Vergleichsbeispiel 1 verlängert, sie war jedoch kürzer als diejenige in den Beispielen, da die Zugabemenge von C, Si und Mn unzureichend war.

Des weiteren war bei den Vergleichsbeispielen 5, 6, 7 und 8, da die Zugabemenge von C, Si und Mn und Ti übermäßig groß war, die Schneideigenschaft schwach, was zu einem Rupfen bzw. Fressen oder dergleichen führte, und war der Schneidwiderstand trotz der geringen Härte der Matrix erhöht, und war als Folge die Werkzeugstandzeit auf 1 oder weniger herabgesetzt.

Des weiteren war bei dem Vergleichsbeispiel 9, obwohl die Menge der Legierungselemente ausreichend war, die Härte der Matrix HRC 60, weil das Material der Badhärtung unterzogen war, und war als Folge die Werkzeugstandzeit am stärksten herabgesetzt.

Im allgemeinen ist es bei Laufbahn-Spurelementen, wie beispielsweise bei Führungsschienen für Führungseinheiten für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung (linearen bzw. geradlinigen Führungen) oder eine Schneckenwelle von Kugelumlaufspindeln notwendig, zuerst eine Induktionshärtung der Laufbahnfläche und dann eine Bearbeitung an angrenzenden Bereichen (Schrauben- bzw. Bolzenlöcher) oder dem Befestigungsbereich des Wellenendes durchzuführen. Der Grund hierfür besteht darin, daß das Induktionshärten der Laufbahnfläche eine axiale Verbiegung oder Verdrehung über ein tolerierbares Maß hinausgehend bewirken kann, bei dem die Genauigkeit (Größe, Steigung oder dergleichen) verschlechtert bzw. herabgesetzt ist, es sei denn, die Endverarbeitung wird an dem Befestigungsbereich nach einer Korrektur der Verbiegung durchgeführt.

Des weiteren ist es auch an dem Außenring des Lagers der Nabeneinheit, die in Fig. 5 dargestellt ist, notwendig, ein Befestigungsflanschloch nach Beseitigung des Verwerfens des Flanschs nach dem Induktionshärten der Laufbahnfläche herzustellen.

Das heißt, die oben als Beispiele beschriebenen Teile machen erforderlich ein Kaltziehen (oder Heißschmieden) → Anlassen → Induktionshärten der Laufbahnfläche → maschinelles Bearbeiten wie beispielsweise Bohren.

Daher ist bei der vorliegenden Erfindung (i) die Oberflächenhärte der Laufbahnfläche definiert als HRC59-65 im Wege des Induktionshärtens, und ist (ii) die Härte des Bereichs mit Ausnahme der Laufbahnfläche, der maschinell zu be-

arbeiten ist, definiert mit HRB 73–98.

Unter Berücksichtigung von oben (i) ist die Wälzermüdungsstandzeit herabgesetzt, wenn HRC 50 oder weniger ist, und besteht andererseits die Tendenz, daß die Laufbahnfläche leicht Risse bekommt, wenn sie einer äußeren (Biege-)festigkeit in der Axialrichtung, der Längsrichtung oder dergleichen) Kraft ausgesetzt ist, wenn ihre Härte HRC65 überschreitet.

Unter Berücksichtigung von oben (ii) ist die untere Grenze mit HRB 73 die niedrigste Härte, wenn das Material keinem Wärmeeinfluß ausgesetzt ist. Im allgemeinen ist der Wert wünschenswerterweise so niedrig wie möglich. Wenn er HRB 98 überschreitet, ist die Werkzeugstandzeit verkürzt.

(C) Verschleißfestigkeitstest

Unter Verwendung der Führungsschienen 10 und der Lagerkästen 20, die aus jedem der Stähle in den Beispielen 1–10 und in den Vergleichsbeispielen 1–9, wie oben beschrieben, hergestellt worden sind, ist jede der in Fig. 1 dargestellten Führungseinheiten für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung zusammengebaut worden, und ist ein Bewertungstest für die Verschleißfestigkeit für alle drei Lager unter den nachfolgend angegebenen Testbedingungen durchgeführt worden. Das heißt gemäß Darstellung in Fig. 4 sind zwei Führungsschienen 10 je mit zwei Lagern 20 parallel angeordnet worden, an denen ein Tisch 40 derart angeordnet worden ist, daß vier Lagerkästen 20 an den vier Ecken des Tisches 40 angeordnet waren, und ist eine Last W von oben her am Zentrum des Tisches 40 zur Einwirkung gebracht worden, und ist der Tisch 40 in einem Zustand hin und her bewegt worden, bei dem eine identische Reaktion $R1 = R2 = R3 = R4$ an jedem der Lagerkästen 20 ausgebildet wurde.

Verschleißtestbedingung

Schienenlänge: 1,51 m

aufgebrachte Last: 655 kgf je Lager

durchschnittliche Testgeschwindigkeit: 24 m/min.

Schmierung: Fettschmierung (Albania Nr. 2)

Distanz der hin- und hergehenden Bewegung: 400 mm.

Nachdem die Gesamtaufdistanz der hin- und hergerichteten Bewegung 6.400 km erreicht hat, wurde die durchschnittliche Abriebtiefe der Laufbahnnuten 11 für jede der Führungsschienen 10 gemessen, und wurde das Verhältnis der durchschnittlichen Abriebtiefe berechnet auf der Grundlage der durchschnittlichen Abriebtiefe des Vergleichsbeispiels 1 als Bezugspunkt. Als eine Folge zeigt gemäß Darstellung in Tabelle 2 das Verhältnis der durchschnittlichen Abriebtiefe bei jedem der Beispiele 1–10 und der Vergleichsbeispiele 3–6, 8 und 9 eine im Vergleich mit dem Vergleichsbeispiel 1 weiter bevorzugte Verschleißfestigkeit. Es wird angenommen, daß dies dem Effekt durch das fein abgelagerte TiC zuzurechnen ist. Jedoch waren die Vergleichsbeispiele 5, 6, 8 und 9 hinsichtlich der Gesenkstandzeit wie oben beschrieben schwach bzw. schlecht. Des weiteren waren die Vergleichsbeispiele 3 und 4 in Hinblick auf die Härtebarkeit schwach bzw. schlecht, und zeigten sie Werte für die Oberflächenhärte so gering wie HRC 57. Aus den obenbeschriebenen Ergebnissen ist ersichtlich, daß die Stähle der Zusammensetzungen bei den Beispielen 1–10 ausgezeichnet in Hinblick auf die Kaltzieheigenschaften sind, daß sie in der Lage sind, eine Härte größer als HRC 59 an der Oberflächenschicht der Stähle durch das Induktionshärten zu schaffen, daß sie ausgezeichnet hinsichtlich der Verschleißfestigkeit sind, wenn sie als eine Schiene für ein Führungslager für eine direkte Bewegung verwendet werden, sowie daß sie ein Material zur Verfügung stellen können, das in der Lage ist, die Gesenkstandzeit zu vergrößern und eine hohe Produktivität zu erreichen.

(D) Wälzermüdungstest unter Einschließung von Fremdkörpern

Schmutzwasser oder Fremdkörper dringen in die Wälzauflfläche, die im Wege der Induktionshärtung behandelt worden ist, von beispielsweise einem Lager zur Verwendung in einer Nabeneinheit ein und liefern dabei eine bedeutungsvolle Wirkung auf die Verkürzung der Wälzstandzeit. In Hinblick auf die obigen Angaben ist ein Vergleichstest für die Wälzermüdung (Berührungsermüdung) wie unten angegeben ausgeführt worden. Das heißt, Schub-Standzeitteststücke je mit 60 mm Durchmesser wurden unter Verwendung der Stahlmaterialien der Beispiele und der Vergleichsbeispiele, die in Tabelle 1 angegeben sind, hergestellt und einer Induktionshärtung und einer Temperungsbehandlung unter den gleichen Bedingungen wie oben beschrieben unterzogen. Die Testprobe von Vergleichsbeispiel 11 wurde hergestellt im Wege der Härtung bei Erwärmung auf 840°C und Temperung bei 160°C. Stahlkugeln, die im Wege der Anwendung einer üblichen Wärmebehandlung zu SUJ2 hergestellt waren, wurden als Stahlkugeln verwendet; die Standzeit ist dann, wenn sich das Schub-Standzeitteststück (Schub TP) unter den nachfolgend angegebenen Bedingungen abschälte, in Hinblick auf das akkumulative Bruchverhältnis vorgesehen bzw. ermittelt und bewertet, indem die Standzeit L_{10} (Standzeit bei einem 10%igen akkumulativen Bruchverhältnis) bestimmt wurde. Zehn Proben wurden für den Test verwendet.

Bedingung für den Wälzberührungs-Ermüdungstest unter Einschließung von Fremdkörpern

Maximale Hertzbelastung bzw. Belastung: 500 kgf/mm²

Drehzahl beim Test: 1000 Upm

Schmieröl: #68 Turbinenöl für Ölbad

eingeschlossene Fremdkörper: in einer Größe von 74 bis 147 µm, Härte Hv 870

Konzentration: 300 ppm.

Die Ergebnisse sind gemeinsam in Tabelle 2 angegeben. Gemäß Darstellung in Tabelle 2 besitzt die Probe bei jedem der Beispiele 1–10 eine längere Standzeit von mindestens etwa dem Zehnfachen der Probe des Vergleichsbeispiels 1 (herkömmliches Beispiel) und des Vergleichsbeispiels 7, und es wird angenommen, daß dies auf die Dispersionsverstärkung durch TiC und die Oberflächenhärte zurückzuführen ist.

Bei dem Vergleichsbeispiel 2 wurde feines TiC aufgebracht bzw. abgelagert, war jedoch die Wälzstandzeit im Vergleich mit dem Vergleichsbeispiel 1 kürzer, da die Oberflächenhärte bei HRC 55 oder weniger lag. Während bei den Vergleichsbeispielen 3 und 4 die Standzeit länger als bei dem Vergleichsbeispiel 1 infolge des Ablagerungseffekts des feinen

TiC war, wurde keine ausreichende Standzeit erreicht, da die Härtebarkeit herabgesetzt war und die Oberflächenhärte bei HRC 57 lag. Des weiteren wurde bei den Vergleichsbeispielen 5 und 6 feines TiC abgelagert, und war die Standzeit im Vergleich mit den Vergleichsbeispielen 1-4 außergewöhnlich verlängert; jedoch wird angenommen, daß noch Raum für eine Verbesserung im Vergleich mit den Beispielen besteht. Während des weiteren bei dem Vergleichsbeispiel 8 feines TiC festgestellt wurde, wurden große bzw. riesige Cr-System-Karbide ebenfalls festgestellt, und es wird angenommen, daß diese zu einer Verkürzung der Wälzermüdungsstandzeit führten. Bei dem Vergleichsbeispiel 9 wurde TiC mit 98 nm Partikeldurchmesser fein abgelagert, und war die Wälzermüdungsstandzeit ebenso groß wie bei den Beispielen, jedoch wird angenommen, daß eine weitere Verfeinerung des TiC bei der herkömmlichen Wärmebehandlung anders als dem Härten im Wege der Induktionsbeheizung eingeschränkt werden kann. Des weiteren besteht in Hinblick auf die Kaltbearbeitbarkeit die Tendenz einer merklichen Verschlechterung im Vergleich mit den Beispielen 1-10.

Bei Beurteilung der Ergebnisse für jedes Arbeits-Standzeitverhältnis des Gesenks bei dem Verschleißfestigkeitstest (C) und dem Wälzermüdungstest (D) unter Einschließung von Fremdpartikeln wird angenommen, daß TiC und TiCN als Hinderniswände an den Korngrenzen dienen, um eine sekundäres Verschieben der Dislokationen bei dieser Ausführungsform durch das feine Dispergieren von Ti-Karbid und Ti-Carbonitrid mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 50 bis 100 nm in die Stähle, die der Induktionshärtung ohne Beeinträchtigung der Kaltverarbeitbarkeit unterzogen worden sind, zu verhindern; und als Ergebnis ist die Verschleißfestigkeit verbessert, sind weniger Ausbeulungen an der Laufbahnfläche ausgebildet, und ist die Wälzermüdungswiderstandsfestigkeit ebenfalls verbessert.

Wie aus den vorstehenden Ausführungen ersichtlich ist, ist es erfindungsgemäß, da Ti-Karbid und Ti-Carbonitrid mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 5 bis 100 nm fein an der Oberfläche dispergiert und in den Stählen des Laufbahnelements durch Hinzufügung von 0,05 bis 0,50% Ti zu einem einer Induktionshärtung zu unterziehenden Lagerstahl dispergiert sind, möglich, die Verschleißfestigkeitseigenschaft zu verbessern und Ausbeulungen an der Laufbahnfläche sogar dann zu verhindern, wenn Fremdpartikel eingeschlossen sind, wodurch die Wälzstandzeit verlängert wird.

Patentansprüche

1. Induktionsgehärtete Wälzlagervorrichtung mit Wälzelementen, die an Laufbahn-Spurelementen angeordnet sind und sich in diesen abwälzen, wobei die Bestandteile einer Legierung für mindestens ein Element der Laufbahn-Spurelemente 0,40 bis 0,90% C, 0,05 bis 0,80% Si, 0,10 bis 2,0% Mn, 0,05 bis 0,50% Ti und 0,03% oder weniger N, bezogen auf das Gewicht, enthalten, das Induktionshärten mindestens an der Laufbahnfläche des Laufbahn-Spurelements zur Einwirkung gebracht ist und Ti-Karbid oder Ti-Carbonitrid je mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 5 bis 100 nm an der Oberfläche und in dem Laufbahn-Spurelement dispergiert ist, um die Härte der Laufbahnfläche auf HRC 59 oder mehr einzustellen.
2. Induktionsgehärtete Wälzlagervorrichtung mit Wälzelementen, die an Laufbahn-Spurelementen angeordnet sind und sich in diesen abwälzen, wobei die Bestandteile einer Legierung für mindestens ein Element der Laufbahn-Spurelemente wie in Anspruch 1 angegeben sein müssen und mindestens einer der nachfolgenden Bestandteile 0,05 bis 2,0% Cr, 0,03 bis 1,5% Mo und 0,03 bis 3,0% Ni, bezogen auf das Gewicht, enthalten ist.
3. Induktionsgehärtete Wälzlagervorrichtung mit Wälzelementen, die an Laufbahn-Spurelementen angeordnet sind und sich in diesen abwälzen, wobei die Bestandteile einer Legierung für mindestens ein Element der Laufbahn-Spurelemente wie in Anspruch 1 oder 2 angegeben sein müssen und der Bestandteil B mit 0,0005 bis 0,005%, bezogen auf das Gewicht, enthalten ist.
4. Induktionsgehärtete Wälzlagervorrichtung nach irgendeinem der Ansprüche 1 bis 3, wobei Ti-Karbid und Ti-Carbonitrid, je mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 5 bis 100 nm, in einer Anzahl von 100 oder mehr je $1 \mu\text{m}^2$ an der Laufbahnfläche des Laufbahn-Spurelements dispergiert sind.
5. Induktionsgehärtete Wälzlagervorrichtung nach irgendeinem der Ansprüche 1 bis 4, wobei die Wälzlagervorrichtung eine Führungseinheit für eine lineare bzw. geradlinige Bewegung umfaßt und das Laufbahn-Spurelement eine Führungsschiene und einen Lagerkasten umfaßt.
6. Induktionsgehärtete Wälzlagervorrichtung nach irgendeinem der Ansprüche 1 bis 5, wobei die Oberflächenhärte der Laufbahnoberfläche der Wälzlagervorrichtung HRC 59 bis 65 ist und die Härte desjenigen Bereichs, der eine anschließende maschinelle Bearbeitung erfährt, HRB 98 oder weniger ist.

Hierzu 5 Seite(n) Zeichnungen

FIG. 1

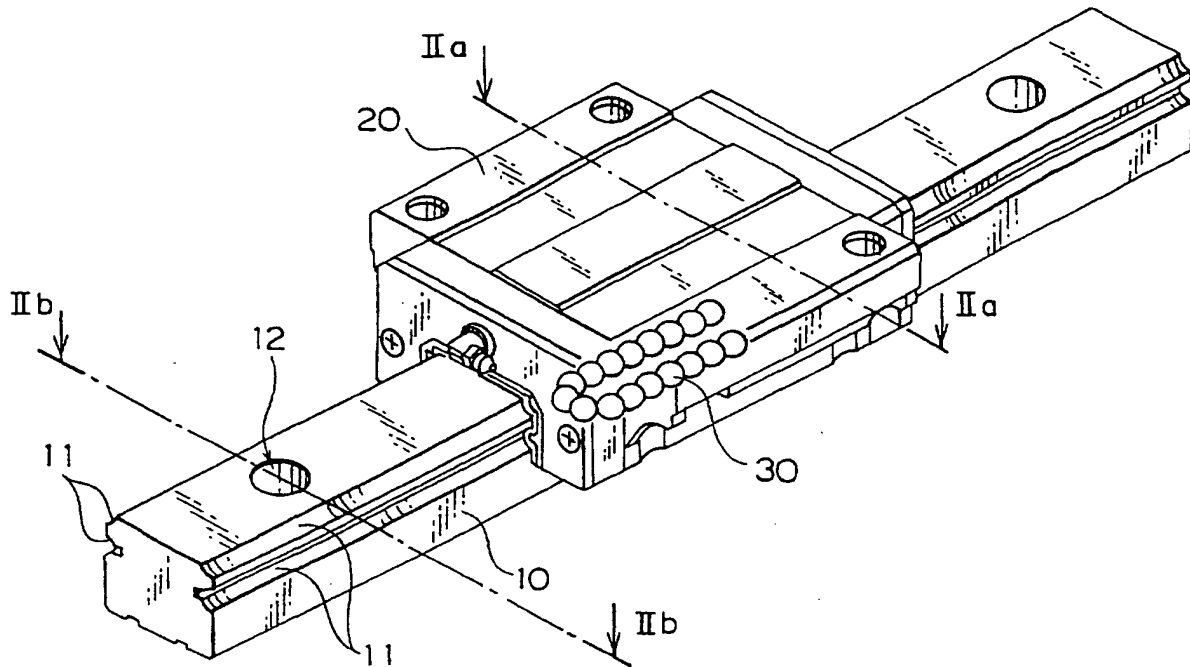


FIG. 2(a)

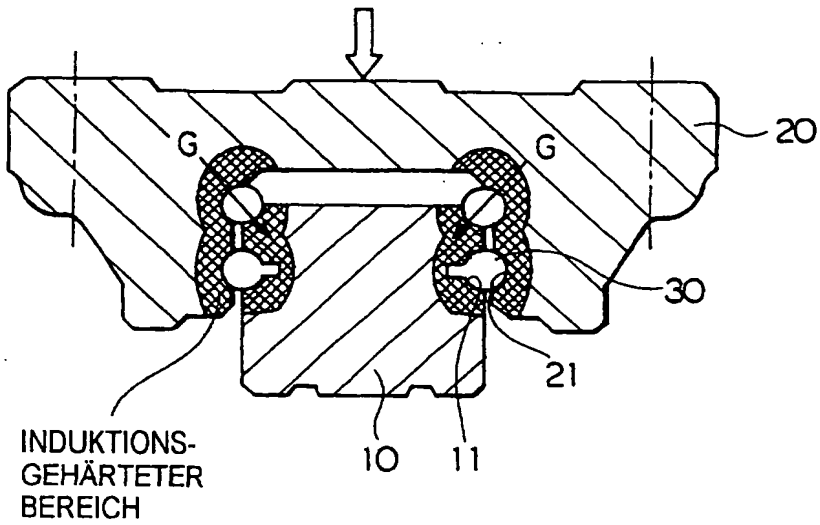


FIG. 2(b)

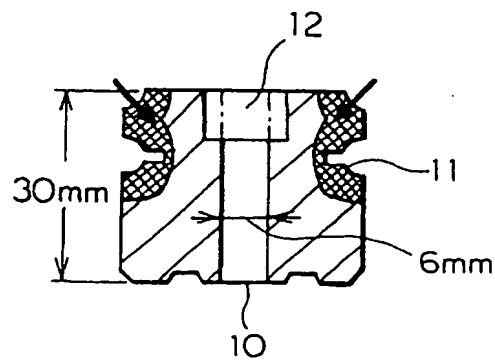


FIG. 3(a) FIG. 3(b) FIG. 3(c) FIG. 3(d)

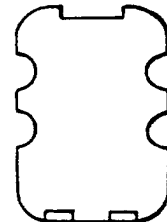
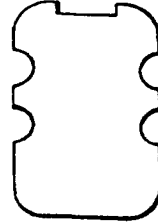
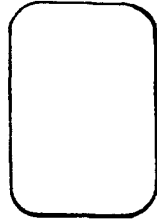
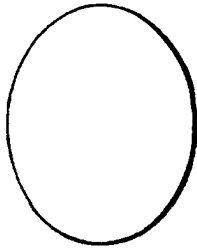


FIG. 4(a)

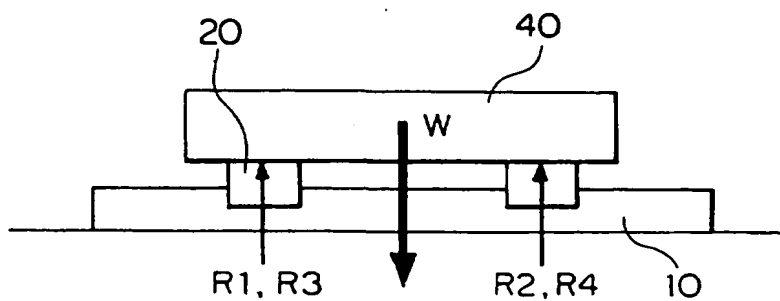


FIG. 4(b)

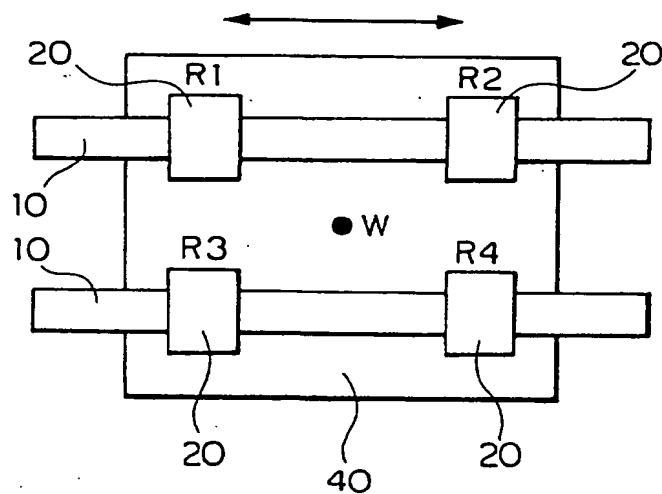
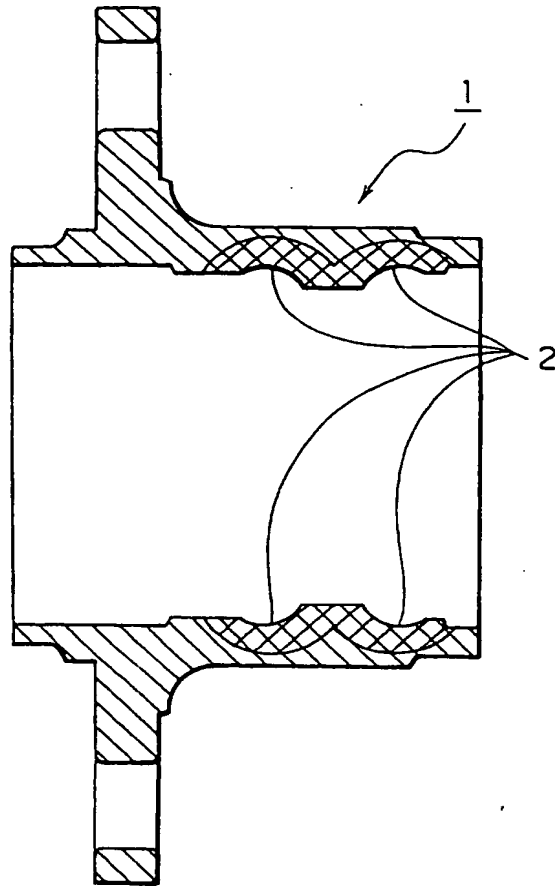


FIG. 5



THIS PAGE BLANK (USPTO)

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☒ **BLACK BORDERS**
- ☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☒ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☒ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☐ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☐ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.

THIS PAGE BLANK (USPTO)